

HIP 温度和粉末粒度对 PM TiAl 合金组织和性能的影响

刘玉峰, 刘 娜, 郑 亮, 许文勇, 刘 杨, 袁 华, 李 周, 张国庆

(北京航空材料研究院 先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095)

摘 要: 采用电极感应熔炼气雾化 (EIGA) 制粉和热等静压 (HIP) 固结成形制备 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金。研究了热等静压温度和粉末粒度对 TiAl 合金显微组织和力学性能的影响。采用场发射扫描电子显微镜 (FESEM)、能谱 (EDS)、X 射线衍射 (XRD)、定量金相 (QM)、质谱仪 (MS) 对样品进行了分析表征。结果表明, TiAl 合金粉末主要相组成为 $\beta/\text{B2}$ 相, 经热等静压固结成形后合金主要由 γ 和 $\beta/\text{B2}$ 相组成, 此外两种状态的合金中都含有少量 YAl_2 和 Y_2O_3 相。TiAl 合金在 1000~1260 °C、150 MPa、3 h 条件下热等静压, 组织均为近 γ 组织。随着温度的升高, γ 相尺寸增大。室温和 700 °C 抗拉强度有一定的降低, 但伸长率显著升高。在粉末粒度 0~250 μm 范围内, 粉末粒度越小, 空心粉含量和 Ar 含量越低。将同炉 3 个粒度段 (<53 μm 、53~105 μm 、105~250 μm) 的 TiAl 合金粉末分别经 1200 °C/150 MPa/3 h 热等静压固结成形, 合金显微组织和抗拉强度随粒度变化不明显, 但合金高温拉伸伸长率随粉末粒度的减小而升高。

关键词: TiAl 合金; 热等静压温度; 粉末粒度; 空心粉; 显微组织; 力学性能

中图法分类号: TF124; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)10-3227-07

TiAl 合金具有质轻、强度高、抗蠕变和抗氧化性能好等优点, 使用温度可达 700~1000 °C, 是航空航天、兵器、民用等领域最具潜力的轻质高温结构材料之一^[1-3]。目前, TiAl 合金已用于生产航空发动机叶片、增压涡轮、排气阀等零部件, 在制造蒙皮、热防护系统、输气元件、燃油喷嘴等方面也具有广阔的应用前景^[4,5]。然而 TiAl 合金存在室温脆性, 加工性能较差, 限制了其实用化进程。为改善上述问题, 研究者在合金化和热机械加工等方面开展了大量的研究^[6-9]。在合金化方面, 添加 Nb、Cr、V、Mn、Mo 等元素以引入 β 相, β 相在高温下为 fcc 结构, 滑移系较多, 可显著提高合金的高温变形能力。稀土元素 Y 不仅能细化晶粒和片层厚度, Y 与 O 元素较强的结合力还能起到净化 TiAl 合金的作用, 从而增强 TiAl 合金热加工性能^[10]。本研究以 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金为研究对象, 研究其显微组织和力学性能。

采用粉末冶金工艺制备 TiAl 合金可消除铸造带来的缩松缩孔、成分偏析、组织粗大等问题, 有利于改善 TiAl 合金成形性, 且该工艺可实现零部件的近净成形, 缩短生产周期和降低成本^[11,12]。热等静压可有效实现粉末的固结成形, 其主要参数是压力、温度和

时间, 前期研究发现温度对热等静压构件显微组织和力学性能的影响最为显著。已有文献大多是对铝合金、钛合金、陶瓷材料等的热等静压工艺进行研究^[13,14], 针对 TiAl 合金热等静压工艺的研究报道较少。另外, 近期发现原始粉末的粒度也会影响热等静压构件的性能。故本研究以热等静压温度和粉末粒度为切入点, 研究其对 TiAl 合金显微组织和力学性能的影响, 为粉末冶金 TiAl 合金及构件的制备提供理论参考。

1 实 验

采用电极感应熔炼气雾化 (EIGA) 制备名义成分为 Ti-43Al-9V-0.3Y 的 TiAl 合金粉末, 其分析成分示于表 1。粉末的粒度分布曲线如图 1 所示。可以看出, 粉末粒度基本呈正态分布, 中位径 (D_{50}) 约为 66 μm 。为研究热等静压温度对 TiAl 合金显微组织和力学性能的影响, 采用粒度 <250 μm 粉末制成 4 个包套, 分别在 1000、1100、1200 和 1260 °C 温度下进行热等静压, 压力和时间均为 150 MPa 和 3 h。为研究粉末粒度对 TiAl 合金组织和性能的影响, 将同炉粉末筛分成 <38、38~53、53~105、105~150、150~250 μm 5 个粒度段, 采用光学显微镜观察各粒度段空心粉形貌并统

收稿日期: 2019-03-15

基金项目: 国家自然科学基金重点项目 (51434007)

作者简介: 刘玉峰, 女, 1993 年生, 硕士, 北京航空材料研究院先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095, 电话: 010-62498268, E-mail: liuyufeng0122@163.com

表 1 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金粉末分析成分
Table 1 Analyzed composition of Ti-43Al-9V-0.3Y alloy powders (at%)

Al	V	Y	Ti
42.76	8.85	0.28	Bal.

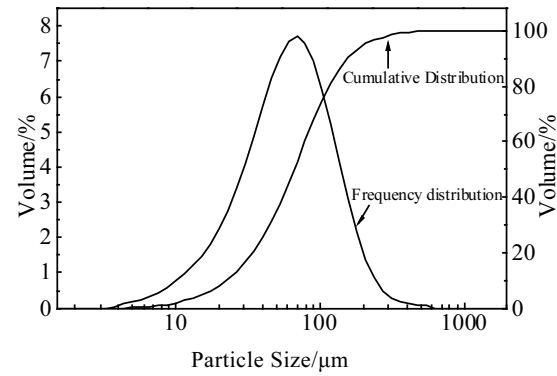


图 1 TiAl 合金粉末粒度分布

Fig.1 Particle size distribution of TiAl alloy powders

计其含量,采用质谱仪(MS)检测粉末 Ar 含量。随后将该炉次粉末筛分成<53、53~105、105~250 μm 3 个粒度段并分别装包套进行 1200 ℃/150 MPa/3 h 的同炉热等静压实验。

包套材质为纯钛,外径 60 mm,高度 110 mm,壁厚 5 mm。脱气时将包套抽真空至 10⁻³ Pa 以下,在室

温、120、400 ℃分别保温 2、2、4 h,保证附着在粉末表面的水分和气体充分去除。随后采用电子束将包套封焊。采用 Struers 磨抛制样系统进行制样,用树脂镶样经 120#、600#、1200# SiC 砂纸打磨,再用 0.03 μm 二氧化硅悬浮液进行抛光。采用场发射扫描电子显微镜(FESEM)背散射模式对 TiAl 合金微观组织进行观察,并用能谱(EDS)对相成分进行分析。采用 X 射线衍射(XRD)进行相结构分析。采用拉伸试验机按 GB/T 228.1 和 GB/T 228.2 分别测试了 TiAl 合金室温和 700 ℃拉伸性能。

2 结果与讨论

2.1 热等静压温度对粉末冶金 TiAl 合金组织和性能的影响

图 2 为 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金粉末形貌和截面显微组织。TiAl 合金粉末呈规则球形,表面为胞晶组织(图 2a)。图 2b 示出了 TiAl 粉末的截面显微组织。可以看到粉末内部主要由灰色基体相、局部晶界网状白色相和细小颗粒状白色相组成,对粉末中存在的各相进行能谱分析,结果如表 2 所示。由于雾化制粉过程冷却极快,熔滴内元素扩散不充分,冷却到室温后粉末基体仍保留初生 β 相,其中部分 β 相发生了有序化转变形成 B2 相,其成分与合金名义成分接近。粉末晶界处存在的细小网状白色相,其 Y、Al 元素含量比例接

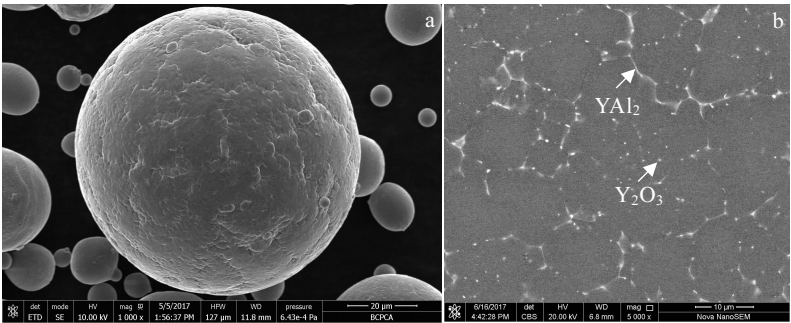


图 2 TiAl 合金粉末形貌及截面组织

Fig.2 Morphology (a) and cross-section microstructure (b) of TiAl alloy powder

表 2 TiAl 合金粉末中各相的能谱分析结果
Table 2 EDS analysis results of the phases in TiAl alloy powders (at%)

Phase	Element				
	Ti	Al	V	Y	O
β/B2	46.71	43.61	9.68	-	-
YAl ₂	9.97	61.07	1.96	22.67	4.32
Y ₂ O ₃	1.67	1.88	-	40.25	56.21

近 1:2,为 YAl₂ 相^[15]。细小白色颗粒相 Y、O 元素含量比例接近 2:3,为 Y₂O₃ 相^[16]。

图 3 为热等静压态 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金组织,不同温度热等静压后组织均为近 γ 组织。对合金各相进行能谱分析,结果如表 3 所示。可以看到黑色相 Ti 和 Al 含量比例约为 1:1,应为 γ 相。灰色相含有大量 β 稳定元素 V,应是 β 相。HIP 冷却后,发生了有序转变,大多变成 B2 相,表示为 β/B2 相。较大尺寸的白

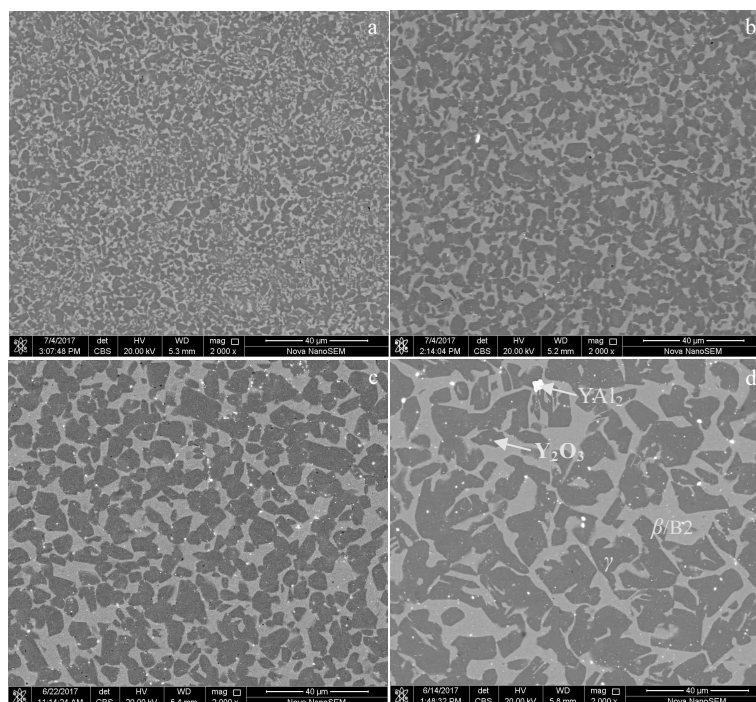


图 3 不同温度热等静压态 TiAl 合金组织

Fig.3 Microstructures of HIPed TiAl alloys at different temperatures: (a) 1000 °C, (b) 1100 °C, (c) 1200 °C, and (d) 1260 °C

表 3 热等静压态 TiAl 合金各相的能谱分析结果

Table 3 EDS analysis results of the phases in HIPed TiAl alloy (at%)

Phase	Element				
	Ti	Al	V	Y	O
γ	46.43	48.79	4.57	0.21	-
β /B2	48.88	34.90	15.99	0.23	-
YAl ₂	15.96	59.05	3.56	21.43	-
Y ₂ O ₃	6.13	-	-	40.68	53.18

色颗粒 Y、Al 元素含量很高, 为 YAl₂ 相, 此外合金中还存在一些弥散分布的细小 Y₂O₃ 颗粒^[16]。

图 4 给出了 TiAl 合金的 XRD 图谱, 证明了粉末 (图 2) 和热等静压态 (图 3) 合金的相组成。其中, TiAl 合金粉末的组成相主要为 β /B2 相, 热等静压后合金中析出了较多 γ 相, 不同热等静压温度下的 TiAl 合金相组成相同, 主要有 γ 相和 β /B2 相。YAl₂ 相和 Y₂O₃ 相含量较少, XRD 结果中未检出。

图 5 示出了经不同温度热等静压后 TiAl 合金中 γ 相体积分数和尺寸的定量金相分析结果。可见不同热等静压温度下合金中的 γ 相体积分数基本相同, 在 66%~70% 范围内, 但 γ 相尺寸明显不同。TiAl 合金经 1000 °C 热等静压后从原始粉末 β 相中析出了大量细小 γ 相, 但由于热等静压温度较低, 元素扩散速度较慢, γ 相晶粒长大不充分, 析出的 γ 相平均尺寸约为 2.24 μm 。合金经 1100 °C 热等静压后, γ 相尺寸明显

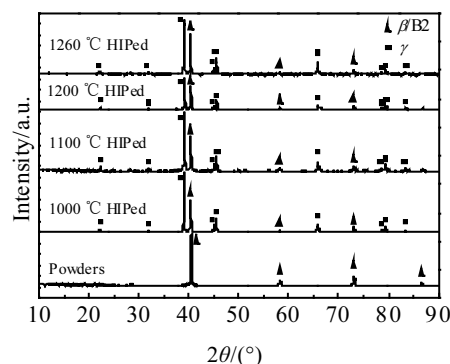


图 4 粉末态及热等静压态 TiAl 合金的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of TiAl alloy powders and HIPed samples

变大且更为均匀, 平均尺寸为 3.73 μm 。同理, 1200、1260 °C 热等静压后 γ 相平均尺寸进一步增加, 分别达到 5.46 和 10.21 μm 。可见, 随着热等静压温度升高, γ 相平均尺寸明显增大。

图 6 为热等静压态 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金的室温和 700 °C 拉伸性能。经 1000 °C 热等静压后合金的室温抗拉强度最高 (1017 MPa), 但塑性较差。随着热等静压温度升高, 室温强度有所降低, 但室温伸长率明显上升, 1260 °C 热等静压态合金伸长率为 1.2%。700

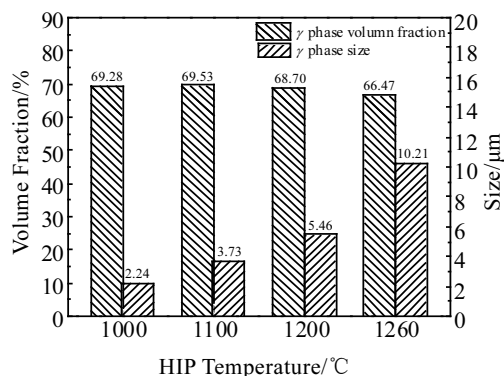
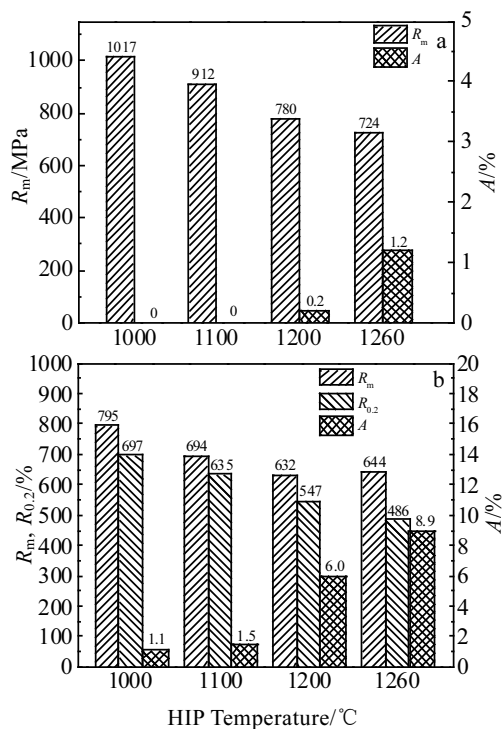
图 5 不同热等静压温度下 TiAl 合金 γ 相含量和尺寸Fig.5 Volume fraction and size of γ phase in TiAl alloys HIPed at different temperatures

图 6 不同温度热等静压态 TiAl 合金的拉伸性能

Fig.6 Tensile property of TiAl alloy HIPed at varied temperatures: (a) RT and (b) 700 °C

℃拉伸时合金强度也随热等静压温度上升呈下降趋势,但屈服强度仍保持在 480 MPa 以上。伸长率随热等静压温度升高明显升高,1260 °C 热等静压态合金可达 8.9%。随着热等静压温度的升高,TiAl 合金中 γ 相尺寸增大,弱化了界面的强化作用,使合金强度降低,但界面的减少有利于位错的运动,使合金塑性提高^[17]。

由以上研究结果可知,TiAl 合金中 γ 相尺寸随着热等静压温度升高而增大。合金在 1200~1260 °C 热等

静压时可获得较高的高温抗拉强度,同时兼顾较好的塑性。

2.2 粉末粒度对 TiAl 合金组织和性能的影响

2.2.1 粉末粒度对空心粉和 Ar 含量的影响

图 7 为采用光学金相观察各粒度段粉末截面形貌。可以看到较细和中等粒度粉末中很少观察到空心粉(图 7a~7c),粗粉中空心粉较多(图 7d, 7e)。对空心粉含量进行定量统计,结果如图 8 所示。105 μm 以下粉末空心粉含量均小于 8%,增幅不大。105~150、150~250 μm 2 个粒度段粉末空心粉含量急剧增加,分别达到 31.0%和 46.2%。空心粉是氩气雾化过程中惰性气体与熔融液滴相互作用形成,其形成过程如图 9 所示。高速流动的氩气具有较大的动能,大多情况下能将熔融液滴击碎,达到细化液滴,凝固后形成细小粉末颗粒的目的,如图 9a 所示。氩气击碎液滴的过程中,自身能量逐渐降低,转化为液滴的表面能和动能。当继续与液滴作用时,可能无法将液滴击碎,从而保留在液滴内部,液滴凝固后形成空心粉(图 9b、图 7c~7e)。同一颗液滴可能与多束气流作用,从而使一颗粉里含有多个气孔(图 9c, 图 7d, 7e)。特别是尺寸较大的液滴,其凝固速率较慢,与氩气作用的机会较多,更容易形成含多个气孔的空心粉。若氩气未完全进入液滴,液滴就已凝固,则形成开孔的空心粉(图 9d, 图 7d),这种粉末表面附着的氩气可通过除气去除,在后续烧结过程中也可与周围的粉末充分焊合,不会影响合金的完整性。闭孔空心粉(图 7c~7e)内残留的氩气不能通过真空除气去除。由于氩气通常不溶于合金,从而在合金内部形成微孔缺陷,对力学性能产生不利影响^[18]。图 8 统计结果均为闭孔空心粉含量。

合金的空心粉含量与氩气密切相关,因此对 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金各粒度段粉末 Ar 含量进行测试,结果如表 4 所示。可以看到,与空心粉含量的规律相似,Ar 含量随粉末粒度增大而增大,其中<38、38~53、53~105 μm 3 个粒度段粉末的 Ar 含量均小于 1 $\mu\text{g/g}$,增幅不大。而 105~150 μm 粉末的 Ar 含量为 1.52 $\mu\text{g/g}$,约为 53~105 μm 粉末 Ar 含量的 2 倍。150~250 μm 粉末的 Ar 含量更高,达 2.43 $\mu\text{g/g}$ 。粉末粒径越大,雾化过程中与氩气作用几率越高,凝固后粉末 Ar 含量越高。采用真空除气法(10⁻³ Pa, RT/2 h + 120 °C/2 h + 400 °C/4 h)对粉末进行除气处理,随后进行 Ar 含量测试,除气后各粒度段粉末 Ar 含量稍有降低,但绝大部分氩气仍残留在粉末内部难以去除。

2.2.2 粉末粒度对 TiAl 合金组织和性能的影响

分别用<53、53~105、105~250 μm 3 个粒度段粉末进行 1200 °C/150 MPa/3 h 热等静压烧结制得 Ti-

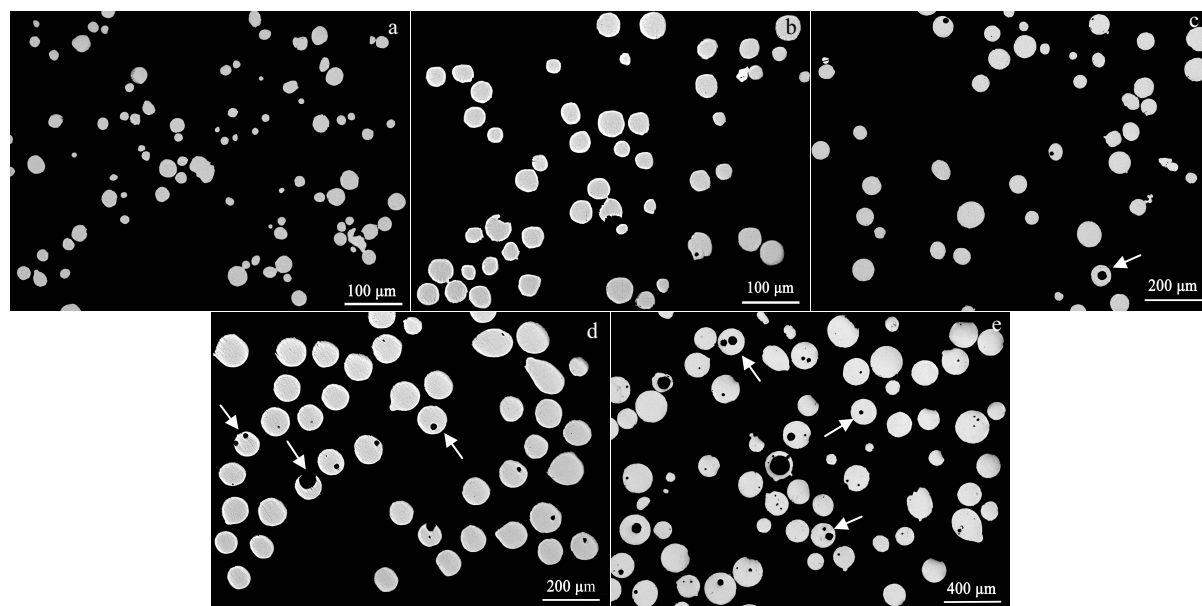


图 7 不同粒度段 TiAl 合金粉末截面形貌

Fig.7 Cross-section morphologies of powders with different particle sizes: (a) $<38\ \mu\text{m}$, (b) $38\sim53\ \mu\text{m}$, (c) $53\sim105\ \mu\text{m}$, (d) $105\sim150\ \mu\text{m}$, and (e) $150\sim250\ \mu\text{m}$

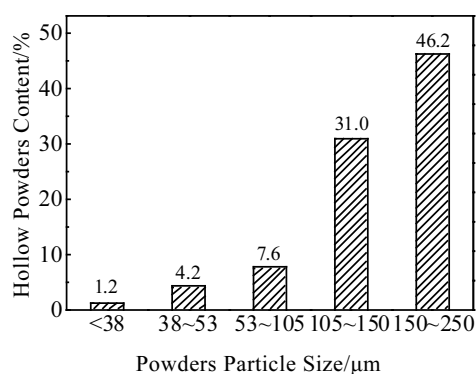


图 8 各粒度段空心粉含量

Fig.8 Hollow powders content of powders with different particle sizes

表 4 除气前后 TiAl 合金粉末 Ar 含量
Table 4 Ar content of TiAl alloy powders before and after outgassing

Particle size/ μm	<38	$38\sim53$	$53\sim105$	$105\sim150$	$150\sim250$
Ar content before outgassing/ $\mu\text{g}\cdot\text{g}^{-1}$	0.47	0.51	0.82	1.52	2.43
Ar content after outgassing/ $\mu\text{g}\cdot\text{g}^{-1}$	0.44	0.44	0.77	1.48	2.35

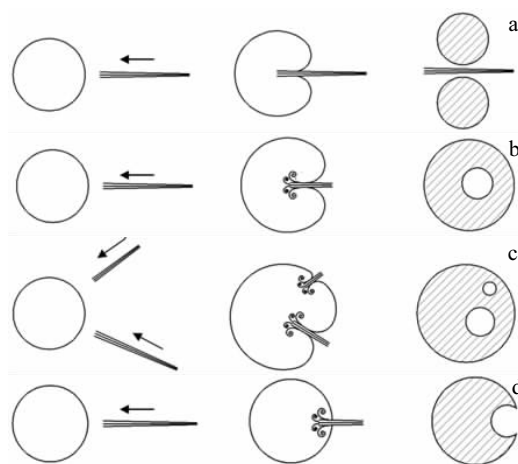


图 9 空心粉形成过程示意图

Fig.9 Schematic of hollow powders formation process: (a) split of droplet, (b) single bubble hollow powder, (c) multi bubble hollow powder, and (d) open hollow powder

43Al-9V-0.3Y 合金锭。3 种粉末粒度的 TiAl 合金锭的组织如图 10 所示。可见均为近 γ 组织, 主要由细小 γ 相 (黑色) 和环绕 γ 相周围的 $\beta/\text{B2}$ 相 (灰色) 组成, 还有少量白色 YAl_2 和 Y_2O_3 相。粉末粒度不同, 得到的热等静压态 TiAl 合金相组成相同, γ 相尺寸也基本相当, 约为 $5\ \mu\text{m}$, 粉末粒度对热等静压态 TiAl 合金

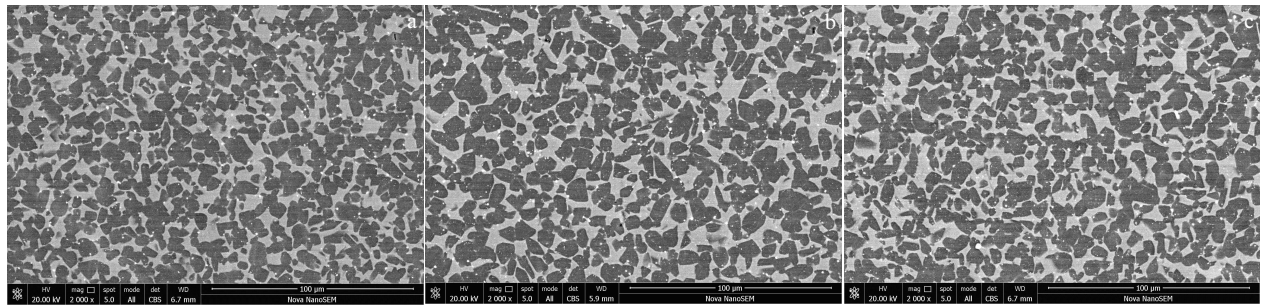


图 10 不同粒度粉末热等静压态 (1200 °C/150 MPa/3 h) TiAl 合金的组织

Fig.10 Microstructures of 1200 °C/150 MPa/3 h HIPed TiAl alloy from different particle sizes powder:

(a) <53 μm; (b) 53~105 μm; (c) 105~250 μm

组织无明显影响。

对<53、53~105、105~250 μm 3 种粒度粉末制备的热等静压锭切取试样进行室温和 700 °C 拉伸试验, 结果如图 11 所示。从图 11 可见, 粉末粒度对室温拉伸强度无明显影响, 与全粉 (粒度<250 μm) 性能相当 (图 6a)。不同粒度段粉末制得的热等静压锭 700 °C 拉伸强度差别也不大, 但伸长率随粒度减小明显增加, 其中粒度<53 μm 粉末制备的 TiAl 合金热等静压锭 700

°C 伸长率可达 10.5%, 高于全粉 (粒度<250 μm) 粉末制备的 TiAl 合金热等静压锭的伸长率 (图 6b)。

上述结果表明, 粉末粒度对热等静压态 TiAl 合金显微组织无明显影响, 但粉末粒度对 700 °C 下的拉伸伸长率影响明显, 这与 Ar 含量和空心粉含量密切相关。在粉末冶金 TiAl 合金制备过程中, 通过优化制粉工艺和粉末筛分, 尽可能降低 Ar 含量和空心粉含量对提高合金高温拉伸塑性有利。

3 结 论

1) Ti-43Al-9V-0.3Y 合金粉末相组成主要为 β/B2 相, 经热等静压固结成形后合金主要由 γ 和 β/B2 两相组成, 此外两种状态的合金中都含有少量 YAl₂ 和 Y₂O₃ 相。合金在 1000~1260 °C 范围内热等静压固结成形, 随着温度升高, γ 相尺寸逐渐增大, 室温和 700 °C 抗拉强度降低, 但伸长率明显升高。经 1260 °C 热等静压后 TiAl 合金室温和 700 °C 伸长率分别为 1.2%、8.9%。

2) TiAl 合金空心粉的形成主要是雾化制粉过程中合金熔滴和 Ar 气交互作用随后快速凝固的结果, 随着粒度的减小, 粉末中的 Ar 含量和空心粉含量呈现降低趋势。

3) 热等静压成形后 TiAl 合金的显微组织和抗拉强度随粉末粒度变化不明显, 而 700 °C 拉伸伸长率随粉末粒度减小显著升高, 较细粉末 (粒度<53 μm) 制备的 TiAl 合金高温伸长率可达 10.5%。

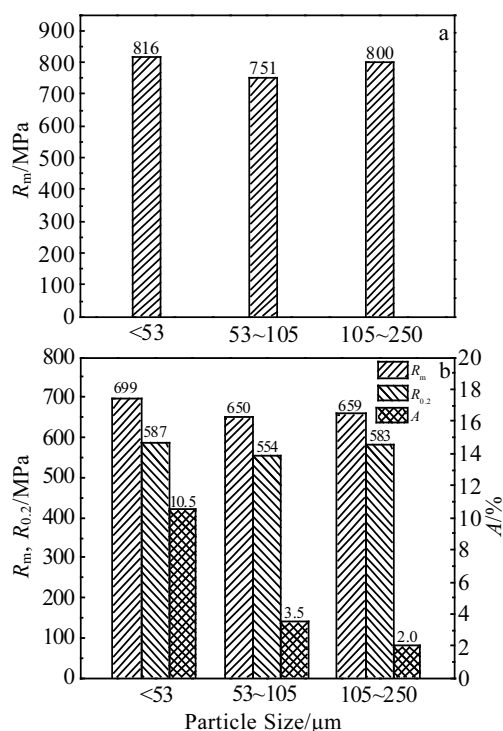


图 11 不同粒度粉末热等静压 (1200 °C/150 MPa/3 h) 制得的 TiAl 合金的拉伸性能

Fig.11 Tensile property of 1200 °C/150 MPa/3 h HIPed TiAl alloy from different particle sizes powders: (a) RT and (b) 700 °C

参考文献 References

- [1] Alberto Jesús Palomares-García, Maria Teresa Pérez-Prado, Molina-Aldareguia Jon Mikel. *Acta Materialia*[J], 2017, 123: 102
- [2] Lin Junpin(林均品), Zhang Laiqi(张来启), Song Xiping(宋西平) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(2): 1
- [3] Yang Rui(杨 锐). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2015,

- 51(2): 129
- [4] Ding Jie, Zhang Minghe, Liang Yongfeng *et al. Acta Materialia* [J], 2018, 161: 1
- [5] Petra Erdely, Peter Staron, Emad Maawad *et al. Acta Materialia* [J], 2018, 158: 193
- [6] Zhang Tiebang(张铁邦), Ding Hao(丁浩), Deng Zhihai(邓志海) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(1): 33
- [7] Chai Lihua(柴丽华), Chen Yuyong(陈玉勇), Liu Zhiguang(刘志光). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(11): 1976
- [8] Lu Xin(路新), He Xinbo(何新波), Qu Xuanhui(曲选辉). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(12): 2231
- [9] Li Shujiang(李书江), Wang Yanli(王艳丽), Lin Junpin(林均品) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2004, 33(2): 144
- [10] Chen Yuyong, Kong Fantao, Han Jiecai *et al. Intermetallics* [J], 2005, 13(3-4): 263
- [11] Zhou Haitao(周海涛), Kong Fantao(孔凡涛), Chen Yuyong(陈玉勇). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(9): 2466
- [12] Liu Yong(刘咏), Huang Boyun(黄伯云), Zhou Kechao(周科朝) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2000, 29(4): 251
- [13] Lang Lihui(郎利辉), Wang Gang(王刚), Huang Xina(黄西娜) *et al. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2016, 21(1): 85
- [14] Zhao Jiaqi(赵嘉琪), Yang Weiguang(杨伟光), Nan Hai(南海) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2011(10): 42
- [15] Kong Fantao(孔凡涛), Cui Ning(崔宁), Chen Yuyong(陈玉勇) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2013, 49(11): 1363
- [16] Liu Yufeng(刘玉峰). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Beijing: Beijing Institute of Aeronautical Materials, 2018
- [17] Cui Zhongqi(崔忠圻), Qin Yaochun(覃耀春). *Metallography and Heat Treatment*(金属学与热处理)[M]. Beijing: China Machine Press, 2007
- [18] Wu Jie(吴杰), Xu Lei(徐磊), Lu Zhengguan(卢正冠) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(S1): 241

Effect of HIP Temperatures and Powder Particle Size on Microstructure and Properties of PM TiAl Alloy

Liu Yufeng, Liu Na, Zheng Liang, Xu Wenyong, Liu Yang, Yuan Hua, Li Zhou, Zhang Guoqing

(Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory,

Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: The Ti-43Al-9V-0.3Y alloy was prepared by electrode induction melting gas atomization (EIGA) and hot isostatic pressing (HIP). Effect of HIP temperature and powder particle size on microstructure and properties of this alloy was investigated. The TiAl powders and HIPed samples were characterized by field emission scanning electron microscopy (FESEM), energy dispersive spectrum (EDS), X-ray diffraction (XRD), quantitative metallography (QM) and mass spectrometer (MS). The results indicate that the TiAl alloy powder mainly consists of β /B2 phase. After HIP, the alloy is mainly composed of γ and β /B2 phases. In addition, both the powder and HIPed alloys contain a small amount of YAl_2 and Y_2O_3 phase. After 1000~1260 °C/150 MPa/3 h HIP, the TiAl alloy microstructure is near γ , which is mainly composed of γ phase and β /B2 phase. With increasing the HIP temperature, the size of γ phase as well as the tensile elongation increase, but the tensile strength decreases. The Ar content and hollow powder quantity decrease accompanied by the decrease in the powder particle sizes. The TiAl alloy powders were sieved into three particle size ranges (<53, 53~105, 105~250 μm), and then consolidated by HIP at 1200 °C for 3 h under 150 MPa argon pressure followed by furnace cooling. Then it is found that microstructure and tensile strength of the alloy do not change significantly with the particle size, but the high temperature tensile elongation of the alloy increases obviously with the decrease of the particle size.

Key words: TiAl alloy; HIP temperature; powder particle size; hollow powder; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Zheng Liang, Ph. D., Senior Engineer, Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 0086-10-62498268, E-mail: Liang_Zheng@126.com